

XP-002237577

AN - 1977-89225Y [25]

CPY - HITA

DC - M23 P55

FS - CPI;GMPI

IC - B23K31/00

MC - M23-G

PA - (HITA) HITACHI LTD

PN - JP52131943 A 19771105 DW197750 000pp

PR - JP19760047755 19760428

XIC - B23K-031/00

AB - J52131943 In welding an austenitic steel in the form of a pipe at least the weld zone is initially subjected to cold plastic working treatment of >10%.

- The carbides precipitating in the vicinity of the grain boundaries of heat affected zone are decreased, so that sensitivity to stress corrosion cracking is remarkably reduced when the steel is used in a corrosive environment. This is because the slip lines and the martensite form nuclei for precipitating the carbides to facilitate the precipitation in high speed so as to rapidly reach equivalent state and to prevent preferential precipitation of the carbides at the grain boundary.

- Further, the structure in the vicinity of weld zone is recrystallised to refine the grains and length of the grain boundary is increased to decrease the precipitation per length. Therefore, notch effect in the grain boundary is alleviated to avoid stress concentration.

IW - WELD AUSTENITE STEEL PIPE CARRY AFTER INITIAL COLD PLASTIC WORK

IKW - WELD AUSTENITE STEEL PIPE CARRY AFTER INITIAL COLD PLASTIC WORK

NC - 001

OPD - 1976-04-28

ORD - 1977-11-05

PAW - (HITA) HITACHI LTD

TI - Welding of austenitic steel pipes - is carried out after initial cold plastic working

⑨日本国特許庁
公開特許公報

⑩特許出願公開
昭52—131943

⑪Int. Cl.²
B 23 K 31/00

識別記号

⑫日本分類
12 B 102

庁内整理番号
6527—39

⑬公開 昭和52年(1977)11月5日

発明の数 1
審査請求 未請求

(全 4 頁)

⑭オーステナイト系鋼の溶接方法

⑯発明者 湊昭

日立市幸町3丁目1番1号 株
式会社日立製作所日立研究所内

⑰特 願 昭51—47755

⑱出 願 昭51(1976)4月28日

⑲出 願 人

株式会社日立製作所

⑳発明者 宇佐美賢一

日立市幸町3丁目1番1号 株

式会社日立製作所日立研究所内

東京都千代田区丸の内一丁目5
番1号

㉑代理人 弁理士 高橋明夫

明 細 書

発明の名称 オーステナイト系鋼の溶接方法
特許請求の範囲

1. オーステナイト系鋼の溶接において、少なく
とも溶接部を溶接前に予め1.0%以上の冷間塑
性加工を行なつた後溶接することを特徴とする
オーステナイト系鋼の溶接方法。

2. 特許請求の範囲第1項記載のオーステナイト
系鋼がパイプであることを特徴とする溶接方法。

発明の詳細な説明

本発明は新規なオーステナイト系鋼の溶接方法
に関する。

オーステナイト系ステンレス鋼の応力腐食割れ
挙動については、実際の腐食環境下あるいは実験
室的条件下でも割れに影響を与える因子が交互に
交絡し複雑化しているため現象の統一的把握がむ
ずかしい。この材料は550～800℃の温度範
囲に加熱されると粒界に炭化物が析出し、腐食環
境下で使用中に粒界型の応力腐食割れを起すこと
が知られている。オーステナイト系ステンレス鋼

の応力腐食割れ防止として種々の鋼種が提案され
ている。また、オーステナイト粒界への炭化物析
出を防止する目的としてC量を低めたり、溶接時
の入熱を少なくする方法などがとられているがい
ずれも完全とはいえず応力腐食割れを招いている
のが実状である。

また溶接後溶接近傍をピーニングして溶接部の
表面を圧縮残留応力に変えることによつて応力腐
食割れを防止しようとするものである。すなわち
一般に溶接部は高温で溶融させるため、母材は著
しく高温で加熱されるためその熱膨脹によつて圧
縮の塑性変形を受け、溶接後は母材が固定されて
いるので溶接部が引張応力を受ける。従つて溶接
部は引張の残留応力が発生し、腐食環境下で使用
するとその熱影響部で応力腐食割れが発生する。
しかし、以上のようにピーニングによつて残留応
力を圧縮側に変えれば応力腐食割れが生じなくな
るが、構造物によつてはピーニングしても引張応
力が発生する場合も考えられ応力腐食割れ防止に
おいて完全ではない。

さらにオーステナイト系鋼管の溶接では特にパイプ内面が腐食環境下にある場合では溶接後パイプ内面をピーニングすることは著しく困難であり、場合によつては不可能である。従つてピーニングによつてもある場合にはその目的が達成されない。

一方、オーステナイト系ステンレス鋼（特に SUS304）を使用している原子力配管、大形構造物その他複雑な形状の構造物は、溶接後の熱処理（溶体化処理）が不可能であり溶接のまま使用されるため、鋭敏化温度範囲に加熱された部分をそのまま残す、すなわち粒界に炭化物が析出された状態で使用される。したがつて溶接熱影響による鋭敏化部の粒界型応力腐食割れが大きな問題となつている。

以上のような状況から、これらの材質の粒界型の応力腐食割れを防止する方法が強く望まれる。

本発明の目的は、オーステナイト系ステンレス鋼の溶接に際し、溶接の入熱によつて鋭敏化温度に加熱された部分の粒界型の応力腐食割れを防止する溶接方法を提供することにある。

粒界への優先的な析出が抑制されるので、冷間加工をしない従来法に比較し著しく粒界近傍の炭化物が少ないことが判明した。またこの10%以上の冷間加工によつて溶接部近傍は再結晶が起るので結晶粒が微細化し、よつて同じ温度時間加熱されて炭化物析出量が同じ場合には当然粒界の長さが大きくなるので粒界の単位長さ当りの炭化物析出量が少なくなり、二重の作用が得られることが判明した。

以上の如く従来の粒界近傍の炭化物の析出はこの炭化物が主にクロム炭化物からなり、その結果基地のクロム濃度が減少し、耐食性が低下して腐食されることとなり、従つて粒界に添つて溝状に腐食が生じることとなるので、その粒界が溶接後の引張残留応力あるいは外部からの引張応力によつて応力集中を受け、ついには高応力状態のもとに応力腐食割れを生じることになる。従つて、本発明の如く同じ温度時間加熱されても結晶粒界近傍の炭化物の析出をできるだけ阻止することができれば粒界のノッチ効果を軽減し、よつて応力集

本発明はオーステナイト系ステンレス鋼の溶接にあつて溶接前に予め少なくとも溶接部近傍（溶接の開先部および溶接熱影響部）を10%以上の冷間塑性加工（以下冷間加工）を施した後溶接するものである。すなわち一般にオーステナイト系ステンレス鋼は溶体化処理が施された状態で製品に供されており、この状態で溶接されるとその熱影響部に結晶粒界に添つて炭化物が析出し、腐食性環境下で使用中に応力腐食割れを生じることが多かつた。そこで本発明において溶接部近傍を10%以上冷間加工することによつて溶接部近傍の母材の結晶粒内に炭化物を積極的に析出せしめるものである。その結果結晶粒界への炭化物の析出が抑制され、よつて腐食環境下での応力腐食割れが著しく軽減できることを見出したものである。この10%以上の冷間加工によつて炭化物はすべり線やマルテンサイトが炭化物の析出の核となりそれらの部分に析出しやすいため同じ温度時間で加熱された場合には炭化物の析出速度が早く、粒内への析出も比較的短時間で平衡に達し、

中を防止できるので、著しく応力腐食割れを防ぐことができるものである。

従つて冷間加工度は10%未満では粒界近傍に発生する炭化物が十分軽減できず、よつて応力腐食割れも軽減できない。またこの冷間加工は予め溶接前に行なうもので、溶接後では効果がないのは炭化物の析出が粒界近傍になつてしまい、単に溶接によつて圧縮残留応力とするにすぎず、従つて外部応力よつては引張応力にもなり得るので十分に応力腐食割れを防止できない。従つて本発明では溶接前はもちろんであるが、溶接後も冷間加工すればさらに応力腐食割れを軽減できるものである。

以下実施例によつて説明する。

まず応力腐食割れに及ぼす冷間加工の影響を調べるためJIS規定SUS304板材を用い、冷間加工度とストラウス試験による割れの関係を調べた。冷間加工は室温にて圧延によつて10、20、33および43%の塑性加工を行なつた。試料は機械加工および冷間加工後いずれも800

番エメリー紙で研磨して用いた試料の大きさは平行部長さ30mm、幅3mm、厚さ2mmである。ストラウス試験はJIS規定によるGO575に準じて1Lの水に硫酸100cc、硫酸銅100gを加え、沸騰水中に試料を1.6h浸漬した後180度曲げ加工を行なつた。

第1表は冷間加工度とストラウス試験結果との関係を示す。

第 1 表

| 試料名 | 冷 間 加 工 度 (%) | | | | |
|-----|-----------------|----|----|----|----|
| | 0 | 10 | 20 | 33 | 43 |
| A | ○ | ○ | ○ | ○ | ○ |
| B | × | × | × | × | × |
| C | × | △ | ○ | ○ | ○ |

Aは溶体化処理材、Bは溶体化処理後650℃で鋭敏化処理したもの、Cは溶体化処理材を冷間加工した後650℃で鋭敏化処理したものである。表中○は割れが発生せず、△は割れが試料曲げ部の両側にも発生したもの、×は割れが試料曲げ

部の全域に発生あるいは破断したものである。表に示すようにAの溶体化処理のままのものは冷間加工しなくても割れが生じないが、Bの如く溶体化処理材を鋭敏化処理した後冷間加工しても割れが防止できないことが判明した。すなわち結晶粒界近傍に炭化物が優先的に析出した後冷間加工を行なつても粒界の腐食が著しく、そのため割れを防止できないものと考えられる。しかしCの如く溶体化処理材を冷間加工し、その後に鋭敏化処理すればその冷間加工度が10%以上で割れが著しく防止できることが判明できる。特に20%以上の加工を加えればほとんど割れが生じないことがわかる。

次に本発明法と従来法との応力腐食割れと外部応力との関係について調べた。試料はJIS規格SUS304で、引張試験型のもを用いた。試料の寸法は平行部90mm、幅3mm、厚さ2mm、試料表面は機械加工後800番エメリー紙で研磨した。腐食液は20%NaClと1%Na₂Cr₂O₇の沸騰水溶液中で応力20Kg/mm²を付加し、その

破断時間を調べた。第2表は試料の破断時間(h)を示す。尚試験は1,000hで中止した。

第 2 表

| 試料名 | 冷 間 加 工 度 (%) | | |
|-----|-----------------|-------|-------|
| | 0 | 10 | 33 |
| A | ≧1000 | ≧1000 | ≧1000 |
| B | 60 | 23 | 950 |
| C | 60 | 126 | ≧1000 |

表中A、BおよびCは第1表と同じ試料である。表に示す如く、Aの溶体化処理したままの鋭敏化処理しないものは冷間加工度に関係なく炭化物の析出がなく1000hでも破断せず、炭化物の析出が応力腐食割れに大きな影響を及ぼすことが認められる。Bは鋭敏化処理を施した後冷間加工したもので、これは炭化物が粒界近傍で優先的に析出しており、表に示す如く10%の加工度るとき破断時間が短い、33%の加工では加工しないものより破断寿命が長くなり効果が認められる。Cは冷間加工後鋭敏化処理したもので、加工度の増

大によつて破断寿命の著しい向上が認められ、その効果の大きいことが認められる。

以上の点からオーステナイト系ステンレス鋼の溶接に当つてその熱影響部に炭化物が析出し、著しく応力腐食割れが発生しやすいので、溶接前に予め冷間加工を施すことによつて溶接部、特にその熱影響部の応力腐食割れを防止できると考えられる。

次に本発明法と従来法の溶接に及ぼす冷間加工の影響を示す。試料は板厚8mmのJIS規格SUS304を用い、初層を1.2mmφの308LワイヤーのTIG溶接、2層目以後を3.2mmφ被覆アーク溶接により層間温度180℃以下になるようにして溶接した。開先はV型、初層の溶接電流90A、入熱10,000J/cm、2層目以後110A、入熱8,400J/cmで溶接した。

第3表は溶接後第2表で行なつた応力腐食割れ試験と同じ条件で付加応力20および30Kg/mm²により、冷間加工なし、10%および33%冷間加工した後溶接し、さらに試料を第2表で行なつ

た試料と同じ大きさとし、溶接部を中央になるようにして応力腐食割れ試験後の破断時間（h）を示す。

第 3 表

| 試料名 | 付加応力 (Kg/mm ²) | |
|-----|----------------------------|------|
| | 20 | 30 |
| A | 120 | 100 |
| C 1 | 140 | 150* |
| C 2 | 150* | 150* |

Aは溶体化処理のままのものを溶接したもの、
C 1は溶体化処理材を10%冷間加工後および
C 2は溶体化処理材を33%冷間加工後それぞれ
溶接したものである。表中*印の付したものはデ
ボで破断したものを示し、表中印のないものは熱
影響部で破断したものを示す。表に示す如く溶接
前に冷間加工しないものは応力腐食割れ試験で熱
影響部で破断することが判る。しかし本発明の如
く溶接前に予め少なくとも溶接部近傍を冷間加工
すれば破断時間が向上し、特にその破断部を熱影

特開昭52-131943(4)

響部をデボ側に移動させることができ、その効果
が大きいことが判る。冷間加工率が小さい場合は
熱影響部で割れ発生が認められるが、破断寿命が
向上する。従つてさらに33%の冷間加工では破
断位置がデボになり、熱影響部が著しく向上され
ることがわかる。

以上説明した如く本発明は特にオーステナイト
系ステンレス鋼管の溶接に際し、その溶接部近傍
を冷間加工した後溶接開先を形成させ、溶接する
ことによつてその熱影響部の粒界近傍に析出する
炭化物の量を減少でき、腐食環境下での使用中に
生じる応力腐食割れに対する感受性を著しく軽減
できかつその実施が容易であるすぐれた効果が発
揮された。

代理人 弁理士 高橋明夫